پیش‌بینی رفتار شارش داغ فولاد میکروآلیاژی با استفاده از مدل جانسون-کوک اصلاح‌شده*

مقاله پژوهشی

حمید احمدی(۱) حمیدرضا رضایی آشتیانی(۲) محمد حیدری(۳)

چکیده

مدل‌های رفتاری به‌عنوان ابزاری قدرتمند برای پیش‌بینی رفتار پیچیدهٔ ماده در شرایط پیچیده تغییر شکل استفاده می‌شوند. این معادلات می‌توانند رفتار شارشی مواد را با دقت مناسب در شرایط تغییر شکل مدل‌سازی و کنترل کنند. در این تحقیق یک مدل اصلاح‌شده از مدل رفتاری جانسون-کوک که در آن پارامترهای تغییر شکل دما، نرخ کرنش و کرنش در نظر گرفته شده است برای پیش‌بینی رفتار فولاد میکروآلیاژی L80 که دارای کاربرد گسترده در لوله‌های فولادی است، توسعه داده شده است. برای توسعهٔ این مدل از داده‌های آزمون‌های فشار داغ تک‌محوره در دماهای ۱۳۷۳-۱۱۷۳ کلوین و نرخ‌های کرنش ۱-۰/۰۰۱ بر ثانیه استفاده شده است. نتایج تحلیل ریزساختاری، رفتار شارشی ماده را به‌درستی توصیف می‌کند. بررسی نتایج نشان می‌دهد که مدل توسعه داده‌شده با درنظرگرفتن اثرات نرم‌شوندگی حاصل از دما و سخت‌شوندگی ناشی از کرنش و نرخ کرنش، پیش‌بینی مناسبی از رفتار کار داغ فولاد میکروآلیاژی ارائه کرده است و می‌توان از این مدل در شبیه‌سازی فرایندهای تولید این فولاد در دما بالا استفاده کرد.

واژه‌های کلیدی معادلهٔ رفتاری، مدل جانسون-کوک اصلاح‌شده، تغییر شکل داغ، تنش شارش، ریزساختار.

Predication of Hot Flow Behavior of Micro-Alloy Steel Using Modified Johnson-Cook Model

H. Ahmadi H. R. Rezaei Ashtiani M. Heidari

Abstract

Constitutive models can be used as a powerful tool to predict the complex behavior of materials under different deformation conditions. These equations can model and control the flow behavior of materials with appropriate accuracy by considering the parameters affecting the behavior of the material. In this study, a modified Johnson-Cook model has been developed to predict the hot working behavior of L80 micro alloy steel at various deformation parameters such as temperature, strain rate, and strain. In order to develop this model, experimental data related to hot compression tests at a temperature range of 1173-1373 K and strain rates of 0.001-1 s^{-1} have been used. The results of the microstructure correctly describe the flow behavior of the material. The results show that the developed model, taking into account the softening effects of temperature as well as strain and strain rate hardening, provides a good prediction of the hot working behavior of micro-alloy steel and this developed model can be used to simulate the production processes of this steel at high temperatures.

Keywords Constitutive equation, Modified Johnson-Cook model, hot deformation, Flow stress, Microstructure.

---

* تاریخ دریافت مقاله ۹۹/۸/۱۹ و تاریخ پذیرش آن ۹۹/۱۲/۱۱ می‌باشد.

(۱) دانشجوی دکتری گروه مهندسی مکانیک، واحد الیگودرز دانشگاه آزاد اسلامی، الیگودرز، ایران.

(۲) نویسندهٔ مسئول: دانشیار دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران.

(۳) استادیار گروه مهندسی مکانیک، واحد الیگودرز دانشگاه آزاد اسلامی، الیگودرز، ایران.

Email: hr_rezaei@arakut.ac.ir

DOI: 10.22067/jmme.2021.67108.0

مقدمه

فولاد میکروآلیاژی به‌عنوان یکی از فولادهای کربن متوسط شناخته می‌شود که در صنایع نفت و گاز و پتروشیمی به‌صورت لوله‌های بی‌درز استفاده می‌شود[1]. به‌طورکلی، روش‌های شکل‌دهی داغ مانند اکستروژن و نورد داغ در تولید لوله‌های بدون درز استفاده می‌شوند. در طول فرایندهای تولید، تغییرات ریزساختاری و استحاله‌های فاز در فولادها رخ می‌دهد که بر خواص مکانیکی و مقاومت خوردگی این لوله‌های فولادی اثر می‌گذارد[2]. بنابراین، شناخت رفتار کار داغ این فولادها می‌تواند به تولید لوله‌هایی با خواص مکانیکی و متالورژیکی مدنظر کمک کند.

یکی از مهم‌ترین و پرکاربردترین روش شکل‌دهی فلزات، شکل‌دهی داغ یعنی شکل‌دهی در دمای بالای تبلور مجدد است که درواقع یک فرایند پیچیده حرارتی‌مکانیکی محسوب می‌شود. فرایندهای حرارتی‌مکانیکی توصیف‌کنندهٔ مجموعه فرایندهای حرارتی و شکل‌دهی هستند که با آن‌ها مواد اولیه به اجزا و قطعاتی باکیفیت تبدیل می‌شود. به‌طوری‌که با کنترل مناسب پارامترهای دخیل، این فرایندها قابلیت ارائهٔ محصولاتی با دقت ابعادی و خواص مکانیکی و متالورژیکی مطلوب با حداقل انرژی مصرفی ممکن را فراهم می‌کنند. هدف عمده از به‌کارگیری روش‌های حرارتی‌مکانیکی دستیابی به تغییر شکل‌های حجمی بزرگ به‌همراه اصلاح خواص ریزساختاری قطعات به‌ویژه ریخته‌گری‌شده است. کنترل فرایندهای حرارتی‌مکانیکی برای دستیابی به ابعاد موردنیاز و خواص مکانیکی و متالورژیکی بهینه با حداقل انرژی لازم برای تغییر شکل، همواره مورد توجه محققان و صنعتگران قرارگرفته است[3].

یکی از اهداف مهم تغییر شکل فلزات و آلیاژها تولید محصولاتی بی‌عیب با ریزساختاری دلخواه، با حداقل انرژی و هزینه مصرفی است. این هدف می‌تواند از طریق طراحی و روش محاسبه بهتر و همچنین به وسیلهٔ کنترل مناسب پارامترهای فرایند تغییر شکل حاصل شود. این حالت بایستی بر پایهٔ یک دانش عمیق از پدیده‌هایی که در تغییر شکل ماده تأثیرگذار هستند و همچنین روابط بین خواص مواد تحت تغییر شکل و شرایط تغییر شکل باشد. از آنجا که رفتار سیلان ماده در حین فرایند تغییر شکل دمابالا اغلب پیچیده است، تخمین صحیح رفتار فلزات و آلیاژها در شرایط شکل‌دهی داغ، تأثیر مهمی بر طراحی مناسب فرایندهای شکل‌دهی فلزات و انتخاب بهینه پارامترهای آن دارد.

اغلب پژوهشگران برای مطالعهٔ رفتار سیلان فولادهای آلیاژی حین شکل‌دهی گرم از مدل‌های تئوری و تجربی برای پیش‌بینی این رفتار استفاده کرده‌اند. برای کنترل فرایندهای تغییر شکل داغ، مدل‌های توصیف‌کننده رفتار مادهٔ ارائه‌شده که بایستی توانایی پیش‌بینی رفتار تغییر شکل مادهٔ مدنظر را در طول فرایند تغییر شکل داشته باشند. درواقع مدل‌های رفتاری ارائه‌شده تشخیص بین انواع مختلفی از محیط‌های پیوسته را با روابط ریاضی ممکن می‌سازد. برای این منظور مدل‌های مختلفی پیشنهاد شده است که هرکدام از دیدگاهی سعی در پیش‌بینی رفتار ماده دارند. سعی و تلاش دانشمندان و محققان همواره در این جهت بوده است که بتوانند با ارائهٔ یک مدل رفتاری مناسب، رفتار ماده را در حین تغییر شکل داغ تا حد امکان به‌طور دقیق‌تر پیش‌بینی کنند. دقت مدل‌های ارائه‌شده به ساختار ریاضی مدل توسعه‌یافته و تخمین مناسب تجربی پارامترهای کلیدی و مؤثر مدل بستگی دارد. در سال‌های گذشته تحقیقات زیادی در زمینه مدل‌های رفتاری صورت گرفته و مدل‌های مختلفی ارائه و اصلاح شده است تا حداقل در محدودهٔ خاصی از شرایط آزمایشگاهی مدل‌های ارائه‌شده قادر به توصیف رفتار سیلان فلزات و آلیاژها بر اساس وابستگی‌شان به نرخ کرنش، کرنش و دما و همچنین ریزساختار باشند. مدل‌های مختلف تجربی، پدیدارشناختی، فیزیکی و عددی به وسیلهٔ محققان مختلف برای ارائهٔ مدل رفتاری مناسب برای پیش‌بینی رفتار فلزات و آلیاژهای مختلف ارائه شده است[3-6]. محققان زیادی برای توصیف رفتار تغییر شکل داغ فلزات و آلیاژها، از نتایج آزمایش‌های تجربی مدل‌های مختلفی ازجمله مدل جانسون–کوک برای پیش‌بینی رفتار دمابالای مواد استفاده کردند[7-9]. مدل جانسون–کوک یک مدل شناخته‌شده

است که اثرات دمای تغییر شکل، کرنش و نرخ کرنش در بخش‌های مختلف مدل در نظر گرفته‌شده است. بااین‌حال، به‌دلیل رفتار شارشی پیچیدۀ مواد در دماهای بالای تغییر شکل، ناشی از فعال‌شدن مکانیسم‌های مختلف نرم‌شوندگی مانند تبلور مجدد و بازیابی دینامیکی، دقت این مدل در پیش‌بینی رفتار مواد چندان بالاست و بنابراین در برخی تحقیقات اصلاحاتی در بخش‌های مختلف مدل جانسون–کوک برای پیش‌بینی دقیق‌تر رفتار پیچیدۀ سیلان این‌گونه مواد در نظر گرفته شده است[10-12]. عموما در مدل‌های توسعه‌یافتۀ اصلاح‌شده، اثرات ترکیبی سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی در نظر گرفته می‌شود که سبب افزایش دقت پیش‌بینی رفتار کار داغ مواد نسبت به مدل اصلی شده است. هی و همکارانش[13] ، قابلیت پیش‌بینی مدل جانسون–کوک اصلاح‌شده با مدل اصلی را برای فولاد ۱۰٪Cr مقایسه کردند و نشان دادند که مدل اصلاح‌شده توانایی پیش‌بینی بهتری نسبت به مدل اصلی دارد. محققان دیگری نیز با توسعۀ مدل‌های اصلاح‌شده برای فولادها به این موضوع اشاره کرده‌اند[14,15]. در بررسی اخیر به مطالعۀ رفتار مکانیکی دمای بالای فولاد میکروآلیاژی و به پیش‌بینی این رفتار با استفاده از شبکه عصبی و توسعۀ معادلات رفتاری مختلف پدیدارشناختی و فیزیکی یک نوع از جانسون–کوک اصلاح‌شده و زری–آرمسترانگ پرداخته و نشان داده شد شبکۀ عصبی بهترین پیش‌بینی را از رفتار فولاد بررسی‌شده داراست[16].

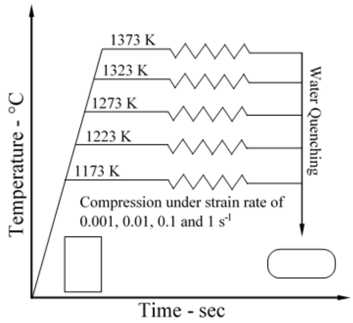
هدف از این پژوهش، بررسی رفتار سیلان فولاد میکروآلیاژی در دمای بالای تغییر شکل از طریق آزمون‌های فشار داغ در دماهای ۱۱۷۳ K تا ۱۳۷۳ K و نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1} تا ۱ s^{-1} با تغییرات ریزساختاری پس از تغییر شکل داغ هستند. برای پیش‌بینی رفتار شارشی این فولاد در دمای بالا باتوجه‌به پارامترهای فرایندی یک مدل اصلاح‌شدۀ جدید جانسون–کوک توسعه داده شده است و تغییرات ریزساختاری قطعات تغییر شکل داده‌شده بررسی می‌شود.

مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد میکروآلیاژی به‌کارگرفته‌شده در این بررسی در جدول (۱) ارائه شده است. به‌منظور بررسی رفتار تغییر شکل داغ ماده در آزمون فشار داغ تک‌محوره، نمونه‌های استوانه‌ای با ابعاد قطر و ارتفاع به‌ترتیب ۱۰ و ۱۵ میلی‌متر با فرایند ماشین‌کاری تهیه شد. به‌منظور تخمین رفتار تنش‌کرنش این آلیاژ با استفاده از آزمون‌های فشار داغ تک‌محوره از دستگاه آزمون یونیورسال Zwick Roell Z250 مجهز به کورۀ مقاومت الکتریکی استفاده شده است که مقادیر تنش واقعی با یک لودسل با دقت بالا و قابلیت اندازه‌گیری نیروهای بارگذاری کمتر از ۱ کیلوگرم اندازه‌گیری شده است. به‌منظور حداقل‌کردن میزان اصطکاک و کاهش بشکه‌ای‌شدن نمونه‌ها از ورقه‌ای نازک از میکا که در بین فک دستگاه و نمونه قرار می‌گیرد به‌عنوان مادۀ روان‌کار استفاده شده است. انجام آزمون‌های تغییر شکل داغ مطابق با برنامۀ آزمون نشان‌داده‌شده در شکل (۱) انجام می‌شود، یعنی در ابتدا و به‌منظور یکنواخت‌شدن دمای قطعه، نمونه‌ها را در دماهای آزمون ۱۱۷۳، ۱۲۲۳، ۱۲۷۳، ۱۳۲۳ و ۱۳۷۳ کلوین به‌مدت پنج دقیقه حرارت می‌دهند و سپس در نرخ‌های کرنش مختلف ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و ۱ بر ثانیه تا کرنش ۰/۶ به‌صورت هم‌دما فشرده می‌کنند.

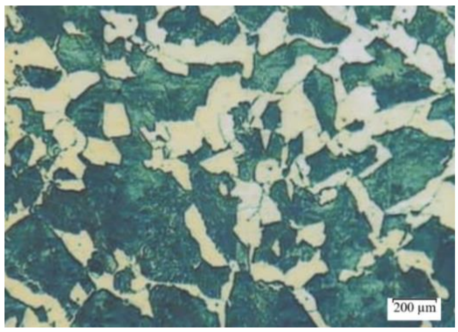
جدول ۱ ترکیب شیمیایی عناصر فولاد میکروآلیاژی L80 (wt%).

عنصر	درصد
C	۰/۳۱۳
Si	۰/۲۹٤
Mn	۱/۳۵
P	۰/۰۱٤
Cr	۰/۳۲٦
Mo	۰/۰۵۲
Ni	۰/۰۵۲
Nb	۰/۰۰۳
Ti	۰/۰۲
V	۰/۰۰٤
Al	۰/٦۲۱



شکل ۱ برنامهٔ حرارتی‌مکانیکی استفاده‌شده برای آزمون فشار در شرایط مختلف تغییر شکل.

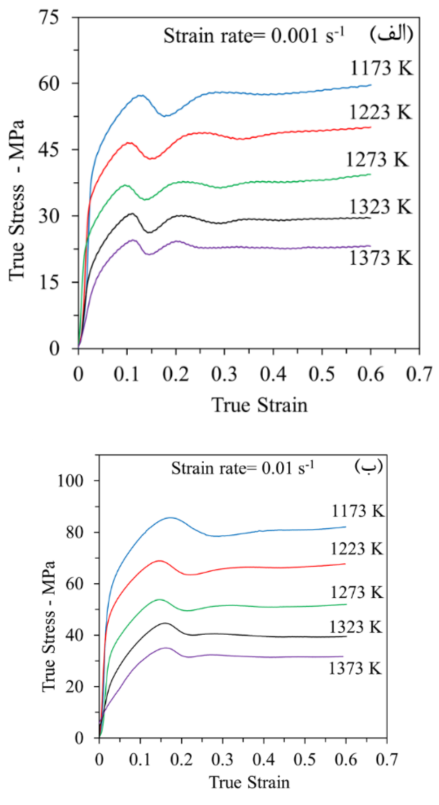
به‌منظور حفظ تغییرات ریزساختاری، نمونه‌های تغییرشکل‌یافته به‌سرعت در آب کوئنچ شده‌اند تا تغییرات ریزساختار در اثر تغییر شکل در حالت‌های مختلف فرایندی بررسی شود. برای مشاهدهٔ ریزساختار ماده از محلول نیتال ۱۰ درصد استفاده شد. ریزساختار اولیهٔ نمونه‌های فولادی میکروآلیاژی در شکل (۲) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که ساختار اولیهٔ این فولاد دارای فاز پرلیت با زمینهٔ قهوه‌ای‌رنگ و فاز فریت با زمینه روشن است. متوسط اندازهٔ دانه در حالت اولیه بدون تغییر شکل حدود ۲۲۰µm محاسبه شد.

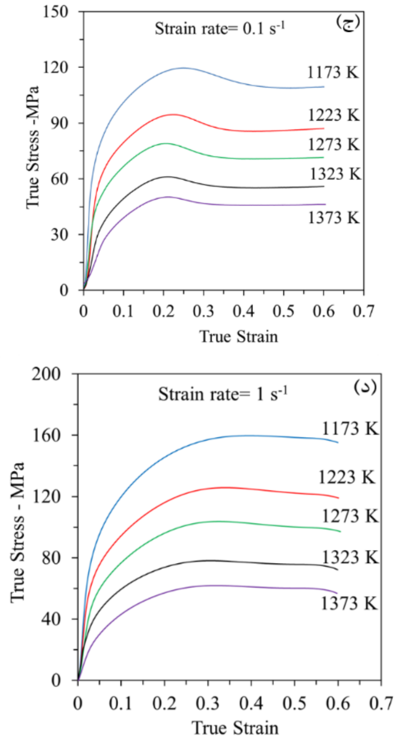


شکل ۲ ریزساختار اولیهٔ فولاد میکروآلیاژی با فازهای فریت و پرلیت.

نتایج و بحث

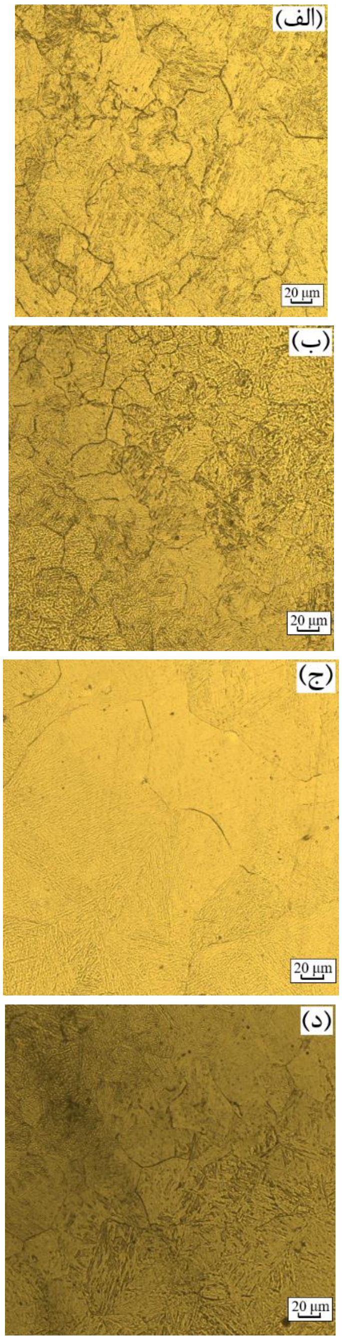
نمودارهای تنش‌کرنش حقیقی. در دماهای بالاتر از تقریبا نصف دمای ذوب ماده، تغییر شکل پلاستیک مواد به‌طور عمده متأثر از فرایندهای فعال‌شونده حرارتی است و تنش سیلان ماده در این محدوده به‌طور مؤثری به دماها و نرخ‌های کرنش (ویسکوپلاستیک) اعمالی وابسته است[17]. شکل (۳) منحنی‌های تنش‌کرنش حقیقی به‌دست‌آمده از آزمون فشار داغ تک‌محوره در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف تغییر شکل برای فولاد میکروآلیاژی را نشان می‌دهد، همان‌طور که از نمودارهای این شکل مشخص است، اثرات دما و نرخ کرنش تغییر شکل بر تنش شارشی این ماده چشمگیر است. روند عمومی بدین‌صورت است که در یک دمای مشخص با کاهش نرخ کرنش، تنش شارش کاهش می‌یابد. همچنین در یک نرخ کرنش ثابت با افزایش دما، تنش شارش ماده کاهش خواهد یافت. همان‌طور که از این نمودارها ملاحظه می‌شود، در مراحل اولیه تغییر شکل تنش شارش به‌دلیل غالب‌بودن پدیدهٔ سخت‌شوندگی به‌سرعت افزایش می‌یابد و پس از رسیدن به تنش پیک رفتار ماده کاملا تغییر می‌کند، به‌گونه‌ای که در نرخ‌های کرنش پایین به‌ویژه در نرخ کرنش $0.001\ s^{-1}$ تا $0.1\ s^{-1}$، فولاد در دماهای مختلف رفتار کاملا نرم‌شونده دارد. به‌طوری‌که مکانیسم تغییر شکل داغ فولاد در این شرایط، پدیدهٔ تبلور مجدد دینامیکی خواهد بود[18].





شکل ۳ منحنی‌های تنش‌کرنش حقیقی فولاد میکروآلیاژی در دماهای مختلف تغییر شکل و نرخ‌های کرنش (الف) s^{-1} ۰/۰۰۱، (ب) s^{-1} ۰/۰۱، (ج) s^{-1} ۰/۱ و (د) s^{-1} ۱.

رفتار نرم‌شوندگی این فولاد را می‌توان به بخش رفتار شارشی چند قله‌ای، رفتار یک‌قله‌ای و حالت‌پایا تقسیم کرد. رفتار چندقله‌ای عموما در نرخ‌های کرنش پایین مشاهده می‌شود که به‌دلیل سیکل‌های مستقل از تبلور مجدد دینامیکی در هر تنش بیشینه رخ می‌دهد[19]. رفتار شارشی چندقله‌ای در منحنی تنش‌کرنش نشان‌دهندهٔ سیکل‌های متوالی تبلور مجدد دینامیکی و رشد دانه در طول یک سیکل است. بعد از این مرحله رفتار ماده به‌حالت‌پایا می‌رسد که نشان‌دهندهٔ تعادل بین مکانیسم‌های سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی در فولاد است. در نرخ‌های کرنش بالا، نرخ کرنش s^{-1} ۱، رفتار این نوع فولاد یک رفتار حالت‌پایاست که ناشی از مکانیسم نرم‌شوندگی بازیابی دینامیکی است[18]. در این حالت رفتار ماده بعد از رسیدن به تنش بیشینه، با یک تنش حالت‌پایا تغییر شکل می‌دهد و ادامه پیدا می‌کند.



شکل ٤ ریزساختار فولاد تغییر شکل داده در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ و دماهای تغییر شکل (الف) K ۱۱۷۳ و (ب)K ۱۳۷۳ و در نرخ کرنش s^{-1} ۱ و دماهای تغییر شکل (ج) K ۱۱۷۳ و (د) K ۱۳۷۳.

بررسی ریزساختاری. شکل (٤) تغییرات ریزساختاری صورت‌گرفته در قطعهٔ تغییر شکل داده شده در آزمون فشار داغ قطعهٔ فولاد میکروآلیاژی در نرخ‌های کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱

و $1\ s^{-1}$ و دماهای تغییر شکل ۱۱۷۳ و ۱۳۷۳ K را نشان می‌دهد. نتایج ریزساختاری گویای اثرات مکانیسم‌های تغییر شکل داغ بر رفتار شارشی این فولاد است. در نرخ کرنش $0/001\ s^{-1}$ و در دماهای ۱۱۷۳ K به ۱۳۷۳ K، رفتار ماده یک رفتار کاملا نرم‌شونده به‌همراه قله‌های متعدد بعد از تنش بیشینه است. انتظار می‌رود که در ریزساختار فولاد، مکانیسم نرم‌شوندگی تبلور مجدد دینامیکی رخ دهد. همان‌طور در شکل‌های ٤ (الف) و (ب) نشان داده شده است، تشکیل دانه‌های محوری در ریزساختار فلز قابل مشاهده است، به‌طوری‌که درصد دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی‌شده افزایش یافته و افزایش دما سبب تشکیل دانه‌های تبلورمجددیافته با اندازهٔ کوچک شده است. همان‌طورکه از بررسی وضعیت دانه‌ها در ریزساختار فولاد تغییر شکل داده شده مشخص است، اندازهٔ دانه‌های تبلورمجددیافته از حدود ۵۰ µm به کمتر از ۲۰ µm کاهش یافته است. همچنین، استحاله‌های فازی در فولادها نیز بر رفتار شارشی آن‌ها اثرگذارند، به‌گونه‌ای که فولادهای چندفازی، در فازها نیز پدیده‌های جوانه‌زنی و رشد فازهای دیگر مشاهده می‌شود [۲۰]. بنابراین، استحالهٔ فازی سبب تشکیل فاز مارتنزیت و فریت شده است که به‌صورت لایه‌های فازی کشیده (سوزنی‌شکل) در داخل دانه‌های تبلورمجددیافته مشاهده می‌شوند [۲۰]. نکته مهم در استحالهٔ فازی، تشکیل فازهای متبلورشده است که صفحات مارتنزیت کوچک‌تری در دمای ۱۳۷۳ K نسبت به دماهای کمتر ارائه می‌کنند. در مقابل در نرخ کرنش $1\ s^{-1}$ یک رفتار حالت پایدار در تنش شارش فولاد میکروآلیاژ مشاهده می‌شود، درنتیجه در این نرخ کرنش، دانه‌های تغییر شکل یافته به‌نسبت بزرگ‌تری در ریزساختار این فولاد تغییرشکل‌داده‌شده انتظار می‌رود. با توجه به شکل‌های ٤ (ج) و (د)، مشاهده می‌شود که پدیدهٔ بازیابی دینامیکی به‌عنوان مکانیسم غالب نرم‌شوندگی در نرخ کرنش $1\ s^{-1}$ رخ‌داده است [۲۰] که دمای تغییر شکل سبب تغییر فاز ماده از پرلیت به آستینیت و تشکیل دانه‌های سوزنی مارتنزیت شده است، به‌طوری‌که طول صفحات مارتنزیتی در دمای K ۱۱۷۳ به حدود ۱۰۰ µm می‌رسد. در مقابل در دمای K ۱۳۷۳، ریزساختاری با دانه‌ای ریزتر و مارتنزیت‌های کوچک‌تر با اندازهٔ بازوی حدود ۲۰ µm قابل مشاهده است. در این حالت نیز اندازهٔ دانه از حدود ۱۵۰ µm به حدود µm ۷۰ کاهش یافته است.

مدل رفتاری جانسون-کوک اصلاح‌شده: به‌منظور تخمین تنش شارش ماده در طول تغییر شکل داغ از مدل‌های رفتاری استفاده می‌شود. همچنین از نتایج و داده‌های آزمون‌های فشار داغ در شرایط مختلف دمایی، کرنشی و نرخ کرنشی برای تخمین ثوابت مادی مدل‌های رفتاری استفاده می‌شود. باتوجه‌به اینکه در مدل جانسون-کوک اصلی، اثرات ترکیبی نرم‌شوندگی حرارتی، نرخ کرنش سخت‌شوندگی و کرنش سختی در نظر گرفته نشده است، مدل‌های اصلاح‌شده برای درنظرگرفتن این اثرات توسعه یافته‌اند. درواقع، اثرات دماها، نرخ‌های کرنش و کرنش بر رفتار سیلان ماده در مدل اولیهٔ جانسون-کوک در نظر گرفته شد. در رابطهٔ (۱) مدل اصلاح‌شدهٔ جانسون-کوک که از سوی لین و همکارانش [۲۱] توسعه یافته، ارائه شده است:

$$\sigma = (B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)(1 + C_0 \ln\dot{\varepsilon}^*) \exp[(\lambda_1 + \lambda_2 \ln\dot{\varepsilon}^*)T^*] \quad (۱)$$

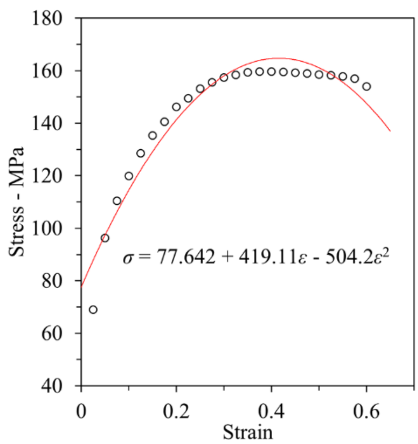
که در این معادله $\dot{\varepsilon}^*$ نرخ کرنش بی‌بعد است و به‌صورت $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ تعریف می‌شود که $\dot{\varepsilon}$ و $\dot{\varepsilon}_0$ به‌ترتیب نرخ کرنش تغییر شکل و نرخ کرنش مرجع می‌باشند. T^* را می‌توان به‌صورت $T^* = T - T_r$ تعریف کرد که در آن T_r دمای مرجع و T دمای تغییر شکل برحسب کلوین (K) است و B_0، B_1، B_2، C_0، λ_1 و λ_2 ثوابت مادی در مدل جانسون-کوک است. برای تعریف دما و نرخ کرنش مرجع می‌توان هر دما و نرخ کرنشی را که در بررسی وجود دارد، در نظر گرفت. بااین‌حال، هرکدام از حالت‌های درنظرگرفته‌شده اثر متفاوتی بر ثوابت مادی می‌گذارند که بر دقت پیش‌بینی مدل نهایی اثرگذار است. بنابراین در این پژوهش پس از

بررسی‌های اولیه بر پارامترهای مختلف فرایندی، دما و نرخ کرنش مرجع برای توسعهٔ معادلهٔ رفتاری جانسون –کوک اصلاح‌شده به‌ترتیب کمترین دما و بیشترین نرخ کرنش یعنی ۱۱۷۳ K و ۱ s^{-1}، انتخاب شدند.

برای تعیین ثوابت مادی مدل جانسون–کوک اصلاح‌شده، ابتدا در شرایط مرجع معادلهٔ رفتاری توسعه و بازنویسی می‌شود، سپس معادلهٔ رفتاری در رابطهٔ (۱) به‌صورت تابعی از کرنش و به‌صورت رابطهٔ (۲) حاصل می‌شود:

$$\sigma = B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 \qquad (۲)$$

همان‌طور که در شکل (۵) نشان داده شده است، با جاگذاری مقادیر کرنش و تنش شارش تجربی حاصل آزمون فشار داغ در دمای ۱۱۷۳ K و نرخ کرنش ۱ s^{-1} در معادلهٔ (۲)، مقادیر ثوابت مادی می‌توان از رابطهٔ به‌دست‌آمدهٔ حاصل از تطبیق یک چندجمله‌ای درجهٔ دوم به‌دست آورد. در پایان، مقادیر ثوابت مادی B_0، B_1 و B_2 به‌ترتیب ۷۷/٦٤۲ MPa، ٤۱۹/۱۱ MPa و ۵۰٤/۲ MPa– به‌دست می‌آید.

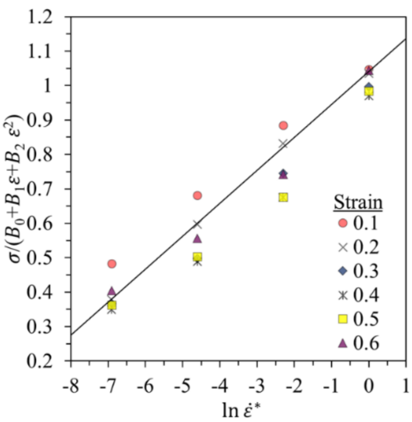


شکل ۵ رابطهٔ بین تنش و کرنش در دما و نرخ کرنش مرجع.

در دمای تغییر شکل ۱۱۷۳ K (دمای مرجع)، رابطهٔ (۱) را برای محاسبهٔ ثابت مادی C_0، می‌توان به‌صورت رابطهٔ (۳) بازنویسی کرد:

$$\frac{\sigma}{(B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)} = 1 + C_0 \ln\dot{\varepsilon}^* \qquad (۳)$$

در کرنش‌های مختلف، با جاگذاری نرخ‌های کرنش تغییر شکل و متعاقب آن تنش شارش مربوطه در معادلهٔ (۳)، رابطهٔ بین $\sigma/(B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)$ و $\ln\dot{\varepsilon}^*$ را می‌توان با تطبیق خطی نقاط به‌دست‌آمده در کرنش‌های مختلف، همان‌طور که در شکل (٦) نشان داده شده است، محاسبه کرد. سپس، ثابت مادی C_0 حاصل از میانگین شیب خطوط تطبیق خطی در کرنش‌های ۰/۱ تا ۰/٦، مقدار ۰/۰۸۵ محاسبه شد.



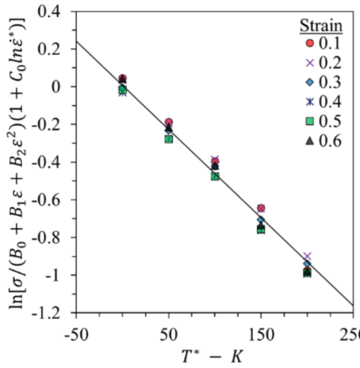
شکل ٦ رابطهٔ بین $\sigma/(B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)$ و $\ln\dot{\varepsilon}^*$ برای محاسبه ضریب C_0.

در پایان، برای تعیین ثوابت مادی موجود در بخش سوم مدل اصلاح‌شده جانسون–کوک، یعنی λ_1 و λ_2، در ابتدا پارامتر جدید λ را تعریف کرده که برابر است با $\lambda = \lambda_1 + \lambda_2 \ln\dot{\varepsilon}^*$. مشخص است که λ، فقط تابعی از نرخ کرنش است، بنابراین با لگاریتم‌گرفتن از دو طرف معادلهٔ (۱) رابطهٔ (٤) حاصل می‌شود:

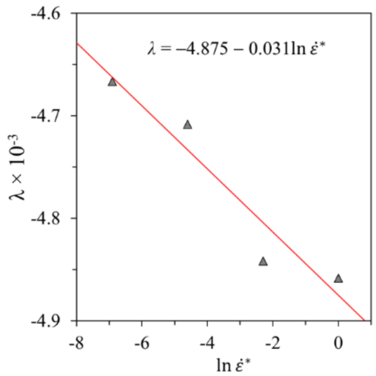
$$\ln\left[\frac{\sigma}{(B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)(1 + C_0 \ln\dot{\varepsilon}^*)}\right] = \lambda T^* \qquad (٤)$$

مقدار λ را می‌توان به‌وسیلهٔ انطباق خطی از رابطهٔ خطی بین $\ln[\sigma/(B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)(1 + C_0 \ln\dot{\varepsilon}^*)]$ و T^* در نرخ‌های کرنش و دماهای تغییر شکل مختلف مطابق شکل (۷) به‌دست آورد. برای چهار نرخ کرنش مختلف استفاده‌شده در این پژوهش مقادیر ۰/۰۰٤٦۷–، ۰/۰۰٤۷۱–، ۰/۰۰٤۷۷– و ۰/۰۰٤۸٦– به‌عنوان مقادیر λ اصل شد.

همان‌طور که در شکل (۸) نشان داده شده است، مقادیر λ_1 و λ_2 از شیب‌خط حاصل ترسیم λ - ln$\dot{\varepsilon}^*$ به‌دست می‌آید که ۰/۰۰۴۷− و ۰/۰۰۰۰۳۱ به‌ترتیب نشان‌دهنده λ_1 و λ_2 هستند.



شکل ۷ رابطهٔ بین $\ln[\sigma/(B_0+B_1\varepsilon+B_2\varepsilon^2)(1+C_0\ln\dot{\varepsilon}^*)]$ و T^* برای محاسبهٔ λ در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1}.

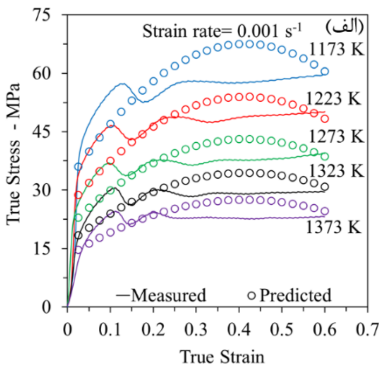


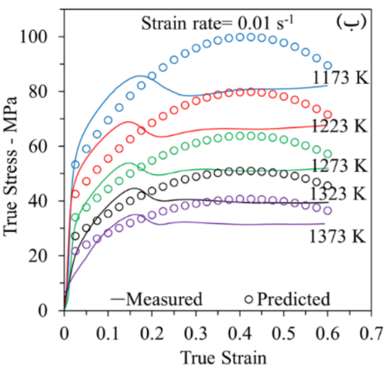
شکل ۸ رابطهٔ بین λ و ln$\dot{\varepsilon}^*$ برای محاسبهٔ مقادیر λ_1 و λ_2

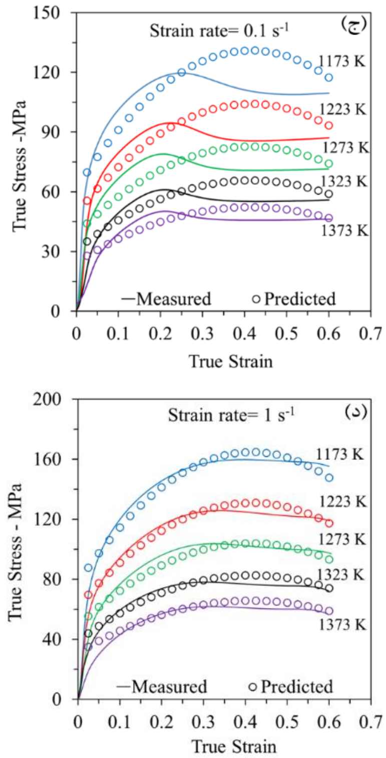
بنابراین، در پایان محاسبه همهٔ ثوابت مادی، مدل رفتاری توسعه‌یافته جانسون–کوک اصلاح‌شده برای فولاد میکروآلیاژی تحت بررسی به‌صورت رابطهٔ (۵) بیان می‌شود:

$$\sigma = (77.642 + 419.11\varepsilon - 504.2\varepsilon^2)(1 + 0.085\ln\dot{\varepsilon}^*)\exp[-(0.0047 + 0.000031\ln\dot{\varepsilon}^*)T^*] \quad (۵)$$

مقایسه‌ای بین نتایج پیش‌بینی‌شده از مدل رفتاری توسعه‌یافتهٔ جانسون–کوک اصلاح‌شده در این پژوهش و نتایج تنش و کرنش حقیقی حاصل از آزمایش‌های تجربی فشار داغ در شکل (۹) نشان داده شده است. همان‌طور که از مقایسهٔ این نمودارها مشخص است، معادلهٔ توسعه‌یافتهٔ توانایی پیش‌بینی قابل‌قبول رفتار شارشی این فولاد را داراست. به‌طوری‌که در شکل (۹)(د) در نرخ کرنش ۱ s^{-1} و در همهٔ دماهای تغییر شکل دقت پیش‌بینی مدل مذکور بسیار خوب است و یک هم‌بستگی مناسب بین نتایج تجربی و نتایج پیش‌بینی حاصل از مدل توسعه‌یافته برقرار است؛ یعنی مدل رفتاری توسعه‌یافته قادر خواهد بود رفتار نرم‌شوندگی ماده را به‌درستی نمایش دهد. بااین‌حال بررسی نتایج نشان می‌دهد که با کاهش نرخ کرنش، دقت پیش‌بینی مدل توسعه‌یافته نیز کاهش می‌یابد. در شکل (۹– ج) در نرخ کرنش ۰/۱ s^{-1}، محدودهٔ دمایی با این مدل به‌خوبی نشان داده شده است و در مراحل اولیهٔ تغییر شکل رفتار ماده به‌خوبی پیش‌بینی‌شده است؛ اما در نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱ و ۰/۰۱ s^{-1}، به‌دلیل پیچیدگی رفتار شارشی فولاد میکروآلیاژی L80، هم‌بستگی بین داده‌های پیش‌بینی‌شده و نتایج تجربی کمتر است (شکل (۹– الف و ب)).







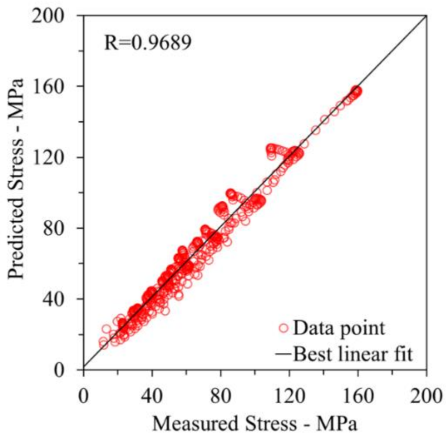
شکل ۹ مقایسهٔ بین منحنی‌های تنش شارش اندازه‌گیری و پیش‌بینی‌شده فولاد میکروآلیاژی در نرخ‌های کرنش مختلف (الف)۰/۰۰۱، (ب)۰/۰۱، (ج) ۰/۱ و (د) ۱ بر ثانیه.

برای بررسی بهتر قابلیت و دقت پیش‌بینی مدل رفتاری جانسون-کوک اصلاح‌شده توسعه داده‌شده از پارامترهای آماری استاندارد شامل ضریب هم‌بستگی (R) و درصد میانگین خطای نسبی مطلق (AARE) که به‌ترتیب در رابطه‌های (٦) و (٧) ارائه شده است، استفاده می‌شود:

$$R = \frac{\sum_{N}^{i=1}(E_i - \overline{E})(P_i - \overline{P})}{\sqrt{\sum_{N}^{i=1}(E_i - \overline{E})^2 \sum_{N}^{i=1}(P_i - \overline{P})^2}} \quad (٦)$$

$$\text{AARE}\ (\%) = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left|\frac{E_i - P_i}{E_i}\right| \times 100 \quad (٧)$$

که در روابط فوق E_i و P_i به‌ترتیب تنش تجربی و تنش پیش‌بینی‌شده هستند، همچنین، $\overline{E}$ و $\overline{P}$ مقادیر تنش متوسط تجربی و پیش‌بینی‌شده هستند. N تعداد داده‌های بررسی‌شده در این پژوهش است. شکل (۱۰) مقایسه‌ای بین مقادیر تنش حقیقی از آزمایش‌های تجربی و نتایج پیش‌بینی‌شده از مدل رفتاری ارائه‌شده را نشان می‌دهد که حاکی از دقت مناسب مدل رفتاری ارائه‌شده است. مقدار ضریب هم‌بستگی بین مقادیر تنش شارش اندازه‌گیری‌شده و پیش‌بینی‌شده در این حالت نزدیک به ۰/۹۶۸۹ است. درصد میانگین خطای نسبی مطلق کل داده‌های پیش‌بینی‌شده و تجربی حدود ۱۰/۸۵ درصد است که نشان‌دهنده خطای نسبتا خوب و قابل‌قبول در پیش‌بینی است. به‌طورکلی، مقادیر ضریب هم‌بستگی و خطای مطلق، مؤید این مطلب است که مدل رفتاری ارائه‌شده و معادلهٔ رفتاری توسعه‌داده‌شده از تخمین نسبتا مناسبی برای پیش‌بینی تنش شارش فولاد میکروآلیاژی L80 در تغییر شکل داغ برخوردار است. بنابراین می‌توان از این مدل رفتاری با اطمینان قابل‌قبولی برای تحلیل مسائل شکل‌دهی داغ این فولاد استفاده کرد.



شکل ۱۰ ارتباط بین داده‌های تنش شارش آزمایشی و پیش‌بینی‌شده از مدل رفتاری توسعه‌داده‌شده.

نتیجه‌گیری

در این بررسی، تحلیل رفتار فولاد میکروآلیاژی L80 در دمای بالای تغییر شکل با استفاده از آزمون فشار داغ تک‌محوره در گسترهٔ وسیعی از دماها و نرخ‌های کرنش انجام گرفت. نتایج نشان داد رفتار شارشی این فولاد یک رفتاری کاملا پیچیده است که مکانیسم‌های نرم‌شوندگی بر تنش

شارش اثر قابل‌توجهی گذاشتند و اینکه با افزایش دما یا کاهش نرخ کرنش، تنش شارش ماده کاهش می‌یابد، درحالی‌که مقادیر تنش شارش به میزان تغییر شکل یا کرنش اعمالی نیز حساس است، به‌طوری‌که نمی‌توان از اثر آن بر رفتار تغییر شکل داغ این آلیاژ فولادی صرف‌نظر کرد. مشاهدات ریزساختاری نیز رفتار نرم‌شوندگی ماده را به‌خوبی توصیف کرد و نشان داد که در نرخ‌های کرنش پایین، مکانیسم تبلور مجدد دینامیکی، مکانیسم غالب در فرایند تغییر شکل این فولاد است. همچنین، مدل رفتاری توسعه‌داده‌شده جانسون-کوک اصلاح‌شده با درنظرگرفتن اثرات کرنش، نرخ کرنش و دمای پیش‌بینی قابل‌قبولی از رفتار شارشی فولاد میکروآلیاژی نشان داد. مقایسه بین نتایج پیش‌بینی‌شده از معادلهٔ رفتاری توسعه‌داده‌شده و نتایج آزمایش‌های تجربی حاکی از دقت مناسب مدل ارائه‌شده برای پیش‌بینی رفتار این ماده در محدودهٔ کار داغ است. بنابراین از مدل رفتاری توسعه‌داده‌شده در این تحقیق می‌توان با اطمینان قابل‌قبولی در پیش‌بینی رفتار دمابالا و همچنین شبیه‌سازی‌ها کار داغ فولاد میکروآلیاژی استفاده کرد.

مراجع

1. Faria, G.L., Paula, J.M.A. and Lima, M.S.F., "Characterization of phase transformations and microstructural changes in an API 5CT L80 steel grade during Ni alloy laser cladding", *Materials Research*, Vol. 21, NO. 5, pp. 1-9, (2018).
2. Kennedy, J.R., Wiskel, J.B., Ivey, D.G. and Henein, H., "L80 pipe steel microstructure assessment using ultrasonic testing", *Materials Science and Technology*, Vol. 35, NO. 16, pp. 1942–1949, (2019).
3. Rezaei Ashtiani, H.R., Parsa, M.H. and Bisadi, H., "Constitutive equations for elevated temperature flow behavior of commercial purity aluminum", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 545, pp. 61-67, (2012).
4. Lin, Y.C. and Chen, X.M., "A review of experimental results and constitutive description for metals in hot working", *Materials and Design*, Vol. 32, NO. 4, pp.1733-1759, (2011).
5. Mandal, S., Rakesh, V., Sivaprasad, P.V., Venugopal, S. and Kasiviswanathan, K.V., "Constitutive equations to predict high temperature flow stress in a Ti-modified austenitic stainless steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 500, NO. 1, pp. 114-121, (2009).
6. Rezaei Ashtiani, H.R. and Shahsavari, P., "Strain-dependent constitutive equations to predict high temperature flow behavior of AA2030 aluminum alloy", *Mechanics of Materials*, Vol. 100, pp. 209-218, (2016).
7. Lin, Y.C., Li, Q.F, Xia. Y.C. and Li, L.T., "A phenomenological constitutive model for high temperature flow stress prediction of Al-Cu-Mg alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 534, pp. 654–62, (2012).
8. Mohanraj, M. and Dong, W.D., "Johnson Cook material and failure model parameter estimation of AISI-1045 medium carbon steel for metal forming application", *Materials*, Vol. 12, No. 4, pp. 1-18, (2019).
9. Rezaei Ashtiani, H.R. and Shahsavari, P., "A comparative study on the phenomenological and artificial neural network models to predict hot deformation behavior of AlCuMgPb alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 687, pp. 263–273, (2016).
10. Wang, Y.P., Han, C.J., Wang, C. and Li, S.K., "A modified Johnson-Cook model for 30Cr2Ni4MoV rotor steel over a wide range of temperature and strain rate", *Journal of Materials Science*, Vol. 46, pp. 2922–2927,

(2011).

11. Xu, L., Chen, L., Chen, G. and Wang, M., "Hot deformation behavior and microstructure analysis of 25Cr3Mo3NiNb steel during hot compression tests", *Vacuum*, Vol. 147, pp. 8–17, (2018).
12. He, A., Xie, G., Zhang, H. and Wang, X., "A comparative study on Johnson-Cook, modified Johnson-Cook and Arrhenius-type constitutive models to predict the high temperature flow stress in 20CrMo alloy steel", *Materials and Design*, Vol. 52, pp. 677–685, (2013).
13. He, J., Chen, F., Wang, B. and Zhu, L.B., "A modified Johnson-Cook model for 10%Cr steel at elevated temperatures and a wide range of strain rates", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 715, pp. 1–9, (2018).
14. Bobbili, R. and Madhu, V., "Constitutive modeling of hot deformation behavior of high-strength armor steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, pp.1829–1838, (2013).
15. Li, H.Y., Wang, X.F., Duan, J.Y. and Liu, J.J., "A modified Johnson Cook model for elevated temperature flow behavior of T24 steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 577, pp. 138–146, (2013).
16. Ahmadi, H., Rezaei Ashtiani, H.R. and Heidari, M., "A comparative study of phenomenological, physically-based, and artificial neural network models to predict the Hot flow behavior of API 5CT-L80 steel", *Materials Today Communications*, Vol. 25, pp. 101528, (2020).
17. Verlinden, B., Driver, J., Samajdar, I. and Doherty, D., "Thermo-mechanical processing of metallic materials", Elsevier Science publication, Amsterdam, pp. 57-105, (2007).
18. Lin, Y.C., Wu, X.Y., Chen, X.M., Chen, J., Wen, D.X., Zhang, J.L. and Li, L.T., "EBSD study of a hot deformed nickel-based superalloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 640, pp. 101–113, (2015).
19. Saadatkia, S., Mirzadeh, H. and Cabrera, J.M., "Hot deformation behavior, dynamic recrystallization, and physically-based constitutive modeling of plain carbon steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 636, pp.196–202, (2015).
20. Zhao, L., Park, N., Tian, Y., Shibata. A. and Tsuji, N., "Combination of dynamic transformation and dynamic recrystallization for realizing ultrafine-grained steels with superior mechanical properties", *Scientific Reports*, Vol. 6, pp. 1-11, (2016).
21. Lin, Y.C., Chen, X.M. and Liu, G., "A modified Johnson-Cook model for tensile behaviors of typical high-strength alloy steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 6980–6986, (2010).